

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 特 許 公 報 (B 2)

(11) 特許番号

第2849698号

(45) 発行日 平成11年(1999) 1月20日

(24) 登録日 平成10年(1998) 11月13日

(51) Int.Cl.<sup>8</sup>

識別記号

F I

C 2 2 C 22/00

C 2 2 C 22/00

C 2 2 F 1/16

C 2 2 F 1/16

C

E 0 4 B 1/82

E 0 4 B 1/82

C

1/98

1/98

B

請求項の数4 (全 5 頁)

(21) 出願番号 特願平6-52590

(22) 出願日 平成6年(1994) 2月28日

(65) 公開番号 特開平7-242977

(43) 公開日 平成7年(1995) 9月19日

審査請求日 平成6年(1994) 2月28日

審判番号 平9-8987

審判請求日 平成9年(1997) 6月4日

特許法第30条第1項適用申請有り 1993年9月発行の  
「日本金属学会誌 第57巻 第9号」に発表

(73) 特許権者 390002901

科学技術庁金属材料技術研究所長  
茨城県つくば市千現一丁目2番1号

(72) 発明者 川原 浩司

東京都目黒区中目黒2丁目3番12号 科  
学技術庁金属材料技術研究所内

合議体

審判長 影山 秀一

審判官 小柳 健悟

審判官 小川 進

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 マンガン基制振合金およびその製造法

1

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】 Mnをベースとし、基本組成として、原子%で、Cu:20±5%、Ni:5±3%、Fe:2±1%を含有するマンガン規制振合金。

【請求項2】 Mnをベースとし、基本組成として、原子%で、Cu:20±5%、Ni:5±3%、Fe:2±1%とともにAl:2~5%を含有するマンガン基制振合金。

【請求項3】 Mnをベースとし、基本組成として、原子%で、Cu:20±5%、Ni:5±3%、Fe:2±1%を含有するマンガン基制振合金の casting 後および/または加工後に800~1100℃で焼鈍し、徐冷することを特徴とするマンガン基制振合金の製造法。

【請求項4】 Mnをベースとし、基本組成として、原子%で、Cu:20±5%、Ni:5±3%、Fe:2

2

±1%、Al:2~5%を含有するマンガン基制振合金の casting 後および/または加工後に800~1100℃で焼鈍し、徐冷することを特徴とするマンガン基制振合金の製造法。

【発明の詳細な説明】

【産業上の利用分野】 この発明は、マンガン基性振合金とその製造法に関するものである。さらに詳しくは、この発明は、加工性に優れ、製品の形状、大きさの自由度が高く、しかも casting 状態として優れた性能を現出させることのできる、騒音、振動対策に有用な、新しいマンガン基性振合金とその製造法に関するものである。

【従来の技術とその課題】 制振材料を歴史的に顧みれば、タイプは一体型か、板を張合わせた積層型とに大別される。最近では積層型のひとつである制振鋼板が開発されている。制振鋼板は鋼板と樹脂あるいはその他の材料

との複数の板の積層構造であるため、溶接性や成形加工性あるいは製品の大きさや形状に致命的な制約があり、従って、主として容器が覆いの用途で大きな成果が報告されている。これに対し、一体型構造からなる材料はそのような制約はなく、これまでに多くの研究がある。Mn-Cu合金、Cu-Mn合金、アルミブロンズ、マグネシウム合金、ニチノールなどが知られている。たとえば、DeanらはMnをベースとした合金の研究において、Mn基合金は制振材料として可能性が高いことを指摘し (Electrolytic Maganes and lts Alloys, Ronald Press Comp., New York (1952), 123)、Janesらは、M and Eng. 4 ((1969), 1)。その後、実際にはCuをベースとしてCu-Mn系合金が開発されてきている。しかしながら、これらはいずれも鑄造材であり、加工性に難があり、性能も対数減衰率で0.3程度が最高値であった。そこで、この発明は、従来の一体型材料の欠点を解消し、一体型材料であり、しかも、従来にない高い性能を擁し、加工性が高いため、大型鑄物をはじめ、板・棒・維線・箔などの幅広い形状に対応でき、広範な産業分野に利用することのできる新しいマンガン(Mn)ベースの制振合金の開発に注力してきた。

【課題を解決するための手段】この発明は、以上の通りの事情を踏まえてなされたものであって、上記の課題を解決するものとして、Mnをベースとし、基本組成として、原子%で、Cu:  $20 \pm 5\%$ 、Ni:  $5 \pm 3\%$ 、Fe:  $2 \pm 1\%$ を含有するマンガン基制振合金、および、Mnをベースとし、原子%で、Cu:  $20 \pm 5\%$ 、Ni:  $5 \pm 3\%$ 、Fe:  $2 \pm 1\%$ 、Al:  $2 \sim 5\%$ を含有するマンガン基制振合金を提供するものである。そしてまた、この発明は、上記組成の合金を、その鑄造後および/または加工後に800~1100℃で焼鈍し、徐冷することを特徴とするマンガン基制振合金の製造法をも提供する。

【作用】振動を吸収する機構は幾種類があるが、この発明の合金系においては、マルテンサイト変態を惹起させてその生成相である双晶の運動によって振動を吸収する機構と考えられる。従来は双晶を得るために銅の含有量を高める必要がある反面、後に時効によって変態点の上昇を行っていた。このような処理によって生じた状態は不安定であることを回避できない。これに対して、この発明の制振合金の場合には、変態点を室温近傍に位置するようにCu含有量を下げ、代わって、複数元素の合金化によって振動吸収に適した双晶を形成させる。すなわち、双晶の運動を阻害する分散粒子の生成を極力抑え、かつ、双晶の生成温度を高めるようにするために合金元素相互間の共存が可能となるように合金を構成する元素の種類と添加量を厳密に選定したものである。実際、Cuの含有量を40~60原子%にするとその偏析が大き

く、所要の特性が得られない。このため、この発明では、上記の通りの元素を特有の組成割合として採用することが欠かせない。もちろん、上記の基本組成については、原料、製造条件等に対応しての若干の変更があることも常識的に許容されることは言うまでもない。たとえば不可避的不純物の混入も常識的に考慮される。従来の積層型材料は貼り合わせ工程に高度な技術や膨大な設備費が欠かせず、一体型材料の場合には、Mn-Cu系、Cu-Mn系では銅の含有量が高いほど材料費がかさみ、かつ、時効処理などの累加作業が不可避となり、コストに加算される。アルミブロンズ、マグネシウム合金、ニチノールなどは所望の形状に加工すること自体に多大な経費が必要である。しかし、この発明の合金は、焼鈍だけで十分な性能が生じ、加工性は形状を問うことがないほど容易であり、従来加工コストの面で利用できなかった領域に可能性が得られる。焼鈍は800~1100℃、より好ましくは900~1000℃の温度で行うこととする。また、所要の特性を得るためには、この温度から徐冷することが欠かせない。次に、この発明の実施例を参考例とともに示し、さらに詳しくこの発明の制振合金とその製造法について説明する。

#### 【実施例】参考例1~12

成形加工性を高めるために銅の添加量を下げ、また、常温近傍に変態点を移動させる狙いからマンガンに対し銅を20% (原子%) に設定し、それに第3元素として数種類の元素を添加し制振性能におよぼす第3元素の影響を評価した。実施例、参考例および比較例として取り上げる合金は、2種類の方法によって溶製した。つまり、等軸晶鑄塊と一方向凝固鑄塊である。ともに溶解は高周波炉を用い、アルゴン雰囲気で行った。等軸晶鑄塊は900℃~1000℃に加熱し、熱間圧延で20mm角にまで鍛造し、再び中間焼鈍を行い、5mmまで熱間圧延した。冷間加工はその熱延板を焼鈍し、水冷後に行った。90%以上の冷間加工が途中の焼鈍を施すことなく可能であった。制振性能の測定は冷間加工後に焼鈍し、所定の冷却速度を施した試片について行った。一方向凝固鑄塊は、水冷銅盤上に発熱鑄型を設置して上から湯を注入して作製した。これらの操作は高周波炉チャンバー内に組み込み、アルゴン雰囲気で行った。鑄塊のサイズは厚さ20、高さ90、幅170mmである。鑄型の上部中央に穴の開いた発熱ボードの蓋をかぶせ、その上に押湯を兼ねたロートを設置し、注湯した。得られた鑄塊は下面から上に向かって一方向に柱状晶を呈した組織であった。柱状晶の成長方向が試料の板面の垂直方向を一致するような試片をB板、柱状晶の成長方向が幅方向に揃った試片をC板、柱状晶の成長方向が試片の長手方向に平行にある試片をD板と称呼して説明する。各試片は鑄塊から直接ワイヤーソーによって厚さ1mm~5mmの板状試片に切削加工して準備した。柱状晶の内部には複数のデンドライトが柱状晶の成長方向にほぼ平行に

存在していた。制振機能は、その評価方法の一つである対数減衰率をもって測定した。試片は厚さが1~0.5 mm、幅が12 mm、長さが70 mmの短冊状試片を用いた。片持ち梁式で、変位はチャック部の最大歪振幅が $2 \times 10^{-4}$ 位になるように設置して行った。表1は、Mn-20Cu合金に対して各種の第3元素を添加し性能改善を試みた結果である。熱処理・鋳造・冷延を経て1

mm厚にした試片を焼鈍し、その温度から炉冷と空冷によって冷却した場合の値を示してある。第3元素を含まないMn-20Cuの空冷材の対数減衰率0.16を基準にすれば、合金添加が有効とみられる元素はNi、Fe、Co、V、Al、Znであることがわかる。なかでも、参考例2の5Niが最高を示した。

【表1】

試料番号	組 成 (原子%)	対数減衰率 (900°Cから炉冷)	対数減衰率 (900°Cから空冷)
比較例1	Mn-20Cu	-	0.16
参考例1	Mn-20Cu-2Ni	0.19	0.043
参考例2	Mn-20Cu-5Ni	0.28	0.008
比較例2	Mn-20Cu-10Ni	0.012	0.0085
参考例3	Mn-20Cu-2Fe	0.11	0.18
参考例4	Mn-20Cu-5Fe	0.1	0.21
参考例5	Mn-20Cu-2Co	0.18	0.24
参考例6	Mn-20Cu-5Co	0.18	0.04
参考例7	Mn-20Cu-2Cr	0.11	0.14
参考例8	Mn-20Cu-2Zr	0.12	0.15
比較例3	Mn-20Cu-2V	0.095	0.18
比較例4	Mn-20Cu-5V	0.055	0.088
比較例5	Mn-20Cu-2Ti	0.066	0.15
比較例6	Mn-20Cu-5Ti	0.045	0.018
参考例9	Mn-20Cu-2Al	0.14	0.22
参考例10	Mn-20Cu-5Al	0.13	0.12
参考例11	Mn-20Cu-2Zn	0.13	0.16
参考例12	Mn-20Cu-5Zn	0.12	0.16
比較例7	Mn-20Cu-2Sn	-	-
比較例8	Mn-20Cu-5Sn	-	-

実施例 1～3 および参考例 13～15

表 1 の最も有望視できる  $\text{Mn}-20\text{Cu}-5\text{Ni}$  合金に対し、上記参考例と同様にして第 4 元素として  $\text{Fe}$ 、第 5 元素として  $\text{Al}$  を表 2 に示す割合添加した合金を製造した。表 2 は、その結果を示したものである。参考例として、第 4 元素として  $\text{Cr}$ 、 $\text{Al}$  を表 2 に示す割合添加 \*

\*した合金も製造したのもも示している。 $\text{Mn}-20\text{Cu}-5\text{Ni}$  に対し、 $2\text{Fe}$  を添加した実施例 1 が最高であり、ついで実施例 3 の  $2\text{Fe}-5\text{Al}$  ならびに実施例 2 の  $2\text{Fe}-5\text{Al}$  合金と続いている。

【表 2】

試料番号	組 成 (原子%)	対数減衰率 (900℃から炉冷)	対数減衰率 (900℃から空冷)
実施例 1	$\text{Mn}-20\text{Cu}-5\text{Ni}-2\text{Fe}$	0.32	0.015
参考例 13	$\text{Mn}-20\text{Cu}-5\text{Ni}-2\text{Cr}$	0.13	0.013
参考例 14	$\text{Mn}-20\text{Cu}-5\text{Ni}-2\text{Al}$	0.19	0.0075
参考例 15	$\text{Mn}-20\text{Cu}-5\text{Ni}-5\text{Al}$	0.1	0.0014
実施例 2	$\text{Mn}-20\text{Cu}-5\text{Ni}-2\text{Fe}-2\text{Al}$	0.28	0.0012
実施例 3	$\text{Mn}-20\text{Cu}-5\text{Ni}-2\text{Fe}-5\text{Al}$	0.31	0.007

図 1～図 4 は、上記に基づいて得られた最高値を示す  $\text{Mn}-20\text{Cu}-5\text{Ni}-2\text{Fe}$  (以降、 $\text{M2052}$  合金と呼ぶ) の一方凝固鑄塊を用いた各種板の対数減衰率におよぼす熱処理並びに加工の影響を示したものである。図 1 は、鑄造のままの B 板の対数減衰率におよぼす 900 ならびに 1000℃から炉冷した場合の焼鈍時間の影響である。バラツキは大きい、900℃48 時間処理では 0.72 が得られた。表 1 では 0.28 が、表 2 では 0.32 がそれぞれ最高であったが、本図にはそれらを遥かに超えた値である。図 2 は、鑄造のままの C 板の対数減衰率におよぼす 900 ならびに 1000℃から炉冷した場合の焼鈍時間の影響である。前図の値に比べ全体が低い値を呈し、0.3 を超えてはいない。図 3 は、鑄造のままの D 板の対数減衰率におよぼす 900 ならびに 1000℃から炉冷した場合の焼鈍時間の影響である。図 1、図 2 のいずれより全体的に高いといえる。900℃5 時間と 1000℃5 時間では 0.7 が生じている。図 4 は、B・C・D 板のそれぞれを 90%冷延した後の対数減衰率におよぼす焼鈍時間の影響を示す。B・D 板は冷延によって性能は劣化するのに対し、C 板は逆に向上し、900℃24 時間では 0.7 の値もみられる。 $\text{M2052}$  合金は等軸晶鑄塊の場合、加工と熱処理によって最低でも対数減衰率は 0.3 は保証でき

る。一方凝固の試験からわかるように、凝固状態あるいは柱状晶の成長方向に対する加工と熱処理の組み合わせによっては 0.7 を超す値を得ることができる。

【発明の効果】この発明により、以上詳しく説明した通り、高い性能の非積層型のマンガン基制振合金であり、加工性が優れ、製品の形状・大きさの自由度が高く、しかも鑄造状態として優れた性能が得られることから、板・棒・線材・箔・繊維などの幅広い形状に対応でき、騒音や振動対策の必要な広範な産業分野に寄与し得る。

## 【図面の簡単な説明】

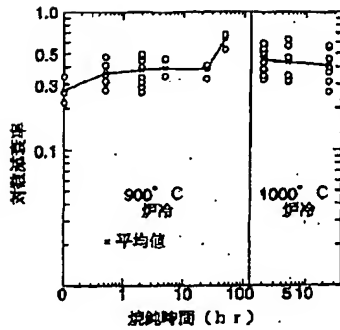
【図 1】B 板の対数減衰率におよぼす 900℃ならびに 1000℃から炉冷した場合の焼鈍時間の影響を示した図である。

【図 2】C 板の対数減衰率におよぼす 900℃ならびに 1000℃から炉冷した場合の焼鈍時間の影響を示した図である。

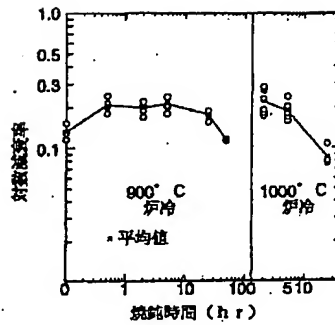
【図 3】D 板の対数減衰率におよぼす 900℃ならびに 1000℃から炉冷した場合の焼鈍時間の影響を示した図である。

【図 4】B・C・D 板のそれぞれの 90%冷延材の対数減衰率におよぼす 900℃ならびに 1000℃から炉冷した場合の焼鈍時間の影響を示した図である。

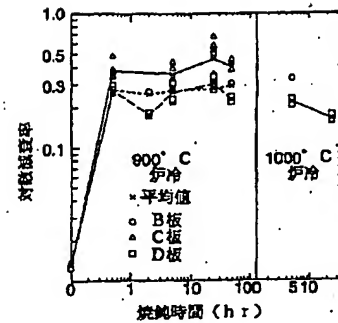
【図 1】



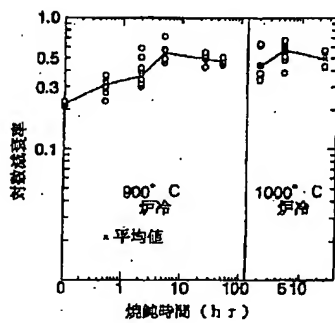
【図 2】



【図 4】



【図 3】



フロントページの続き

(56) 参考文献 特開 昭48-71310 (J P, A)  
 特開 昭51-133120 (J P, A)  
 特開 昭49-23116 (J P, A)  
 特開 昭50-136212 (J P, A)  
 特開 昭51-29310 (J P, A)  
 特開 昭50-127817 (J P, A)

(58) 調査した分野 (Int. Cl. <sup>6</sup>, DB名)  
 C22C 22/00  
 C22F 1/16